

Original document

HIGH STRENGTH STEEL EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS AND FATIGUE STRENGTH AND ITS PRODUCTION

Patent number: JP10168542

Publication date: 1998-06-23

Inventor: HASEGAWA TOSHINAGA; KOSEKI TADASHI; TOMITA YUKIO

Applicant: NIPPON STEEL CORP

Classification:

- international: C22C38/00; C21D8/02; C22C38/06; C22C38/58

- european:

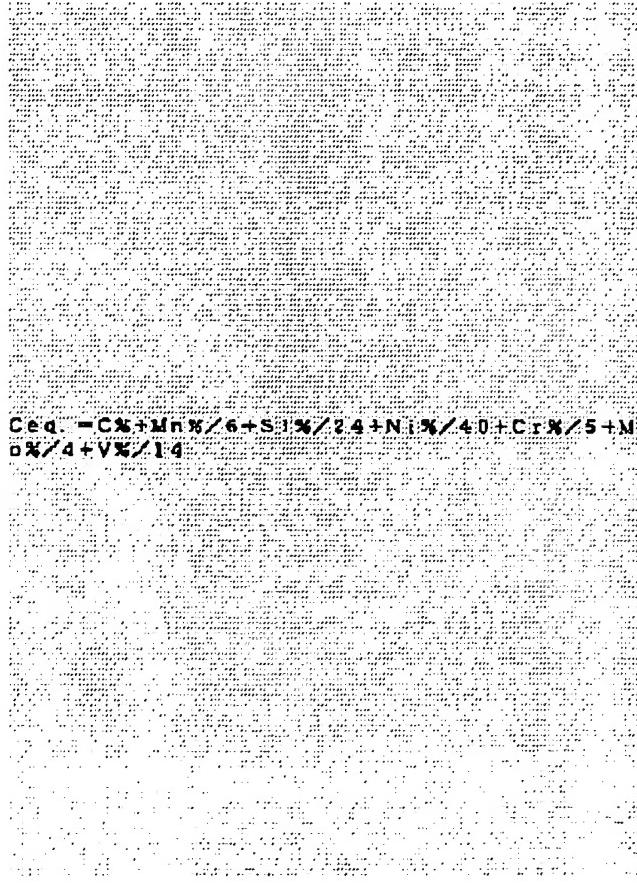
Application number: JP19960351817 19961212

Priority number(s): JP19960351817 19961212

[View INPADOC patent family](#)[Report a data error here](#)

Abstract of JP10168542

PROBLEM TO BE SOLVED: To simultaneously improve the low temp. toughness and fatigue strength in a high strength steel having 570 to 950MPa class tensile strength by superrefining the α grain size in a steel having a specified compsn. and dispersing secondary phases having a wide difference in strength with the α by the suitable size and quantity. **SOLUTION:** A slab having a compsn. contg., by weight, 0.01 to 0.20% C, 0.03 to 1.0% Si, 0.30 to 2.0% Mn, 0.002 to 0.1% Al and 0.001 to 0.01% N, contg. $\leq 0.02\%$ P and $\leq 0.01\%$ S as impurities, and the balance Fe, and in which carbon equivalent Ce_{eq} shown by the formula is regulated to 0.35 to 1.0% is subjected to rolling in two phase regions to form α into fine grains. At this time, the refining of the structure is previously executed together with the optimization of the rolling in two phase regions. Then, the high strength steel having a structure contg. ferrite having $\leq 3\mu$ average grain size by 10 to 70% volume fraction, and the balance bainite or martensite or mixed one of bainite and martensite having 10 μ average grain size and 300 to 700 Vickers hardness can be obtd.



Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-168542

(43)公開日 平成10年(1998)6月23日

(51)Int.Cl⁸

C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/06
38/58

識別記号

301

F I

C 22 C 38/00
C 21 D 8/02
C 22 C 38/06
38/58

301 A
B

審査請求 未請求 請求項の数10 FD (全 16 頁)

(21)出願番号

特願平8-351817

(22)出願日

平成8年(1996)12月12日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 長谷川 俊永

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 小関 正

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 富田 幸男

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 弁理士 田中 久尚

(54)【発明の名称】 低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 本発明は引張強さが570~950 MPa級の高強度鋼材において α 粒を超細粒化することにより、低温韌性と疲労強度の優れた高強度鋼材とその製造方法を提供する。

【解決手段】 所定の成分範囲に限定した鋼片に対して、二相域圧延により α を超細粒化するに際して、二相域前の γ 单相域圧延を適正化するか、あるいは鋼片の組織を微細化するための熱処理または圧延をあらかじめ施すことで、通常 α 相の生成し難い引張強さが570~950 MPa級の高強度材においても α 粒を超微細化することにより、低温韌性に優れた高強度鋼材を製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、
 C : 0. 01~0. 20%
 Si : 0. 03~1. 0%
 Mn : 0. 30~2. 0%
 Al : 0. 002~0. 1%
 N : 0. 001~0. 01%
 を含有し、不純物としてのP、Sの含有量が、
 P : 0. 02%以下

$$\text{Ce q.} = \text{C\%} + \text{Mn\%}/6 + \text{Si\%}/24 + \text{Ni\%}/40 + \text{Cr\%}/5 + \text{M\%}/4 + \text{V\%}/14 \quad \dots \quad (1)$$

【請求項2】 重量%で、

V : 0. 005~0. 50%
 Nb : 0. 003~0. 50%
 Ta : 0. 005~0. 20%
 の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【請求項3】 重量%で、

Cr : 0. 01~1. 0%
 Ni : 0. 01~5. 0%
 Mo : 0. 01~1. 00%
 Cu : 0. 01~1. 5%
 Ti : 0. 003~0. 10%
 Zr : 0. 003~0. 10%
 W : 0. 01~2. 0%
 B : 0. 0003~0. 0020%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【請求項4】 重量%で、

Mg : 0. 0005~0. 01%
 Ca : 0. 0005~0. 01%
 REM : 0. 005~0. 10%

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【請求項5】 X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0以上であることを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【請求項6】 請求項1~4のいずれかに記載の成分を含有する鋼片をAc₃変態点以上、1050°C以下の温度に加熱した後、圧延開始温度が900°C以下で、累積圧下率が10~50%のα单相域での圧延を行った後、累積圧下率が50~90%で、圧延開始温度が750°C以下で、圧延終了温度が600°C以上である圧延を行うことにより請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

S : 0. 01%以下

で、残部Fe及び不可避不純物からなり、(1)式で示す炭素当量(Ceq.)が0.35%~1.0%であり、かつ、平均粒径が3μm以下のフェライトを体積分率で10~70%含有し、残部が、平均粒径が10μm以下で、ピッカース硬さが300~700のベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはベイナイトとマルテンサイトとの混合組織としたことを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【請求項7】 請求項1~4のいずれかに記載の成分を含有する鋼片をAc₃変態点以上、1050°C以下の温度に加熱し、0.5~20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却した後、(Ac₁変態点+50°C)~(Ac₃変態点-10°C)の温度に再加熱し、累積圧下率が50~90%の圧延を650°C以上、800°C以下で終了することにより請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【請求項8】 請求項1~4のいずれかに記載の成分を含有する鋼片をAc₃変態点以上、1150°C以下の温度に加熱した後、累積圧下率が20~50%の圧延を900°C~700°Cで終了し、0.5~20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却した後、(Ac₁変態点+50°C)~(Ac₃変態点-10°C)の温度に再加熱し、累積圧下率が50~90%の圧延を650°C以上、800°C以下で終了することにより請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【請求項9】 請求項6~8のいずれかに記載の方法で製造するに際して、最終の圧延終了後の鋼板を5~40°C/sの冷却速度で20°C~600°Cまで加速冷却することにより請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【請求項10】 請求項6~8のいずれかに記載の方法で製造された鋼板を450°C~650°Cで焼戻しを行うことにより請求項1~5のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温韌性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は低温韌性と疲労強度の両方が必要とされる溶接構造部材に用いられる引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の高張力鋼材とその製造方法に関するものである。本発明鋼材は、例えば、海洋構造物、圧力容器、造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、特に低温韌性と疲労強度とを必要とする海洋構造

物、造船、橋梁等の構造物用鋼材として有用である。また、その他、構造部材として用いられ、低温韌性と疲労強度とが要求される鋼管素材、あるいは形鋼にも適用可能である。

【0002】なお、本発明で言うところの低温韌性は、シャルピー衝撃特性だけでなく、ESSO特性やDWT特性で示される脆性破壊の伝播停止特性も含んでいる。

【0003】

【従来の技術】溶接構造物の大型化と環境保全の要求の高まりに伴い、構造物部材に対して従来にも増した信頼性が要求されるようになってきている。現在の構造物は溶接構造が一般的であり、溶接構造物で想定される破壊形態としては、疲労破壊、脆性破壊、延性破壊などがあるが、これらの内、最も頻度が高い破壊形態は、初期欠陥からの脆性破壊あるいは疲労破壊、さらには疲労破壊の後に続く脆性破壊である。また、これらの破壊形態は、構造物の設計上の配慮だけでは防止が困難であり、また、突然の構造物の崩壊の原因となることが多く、構造物の安全確保の観点からはその防止が最も必要とされる破壊形態である。

【0004】構造物の大型化に伴い、使用される鋼材の高強度化に対する要求も強くなってきており、従来は普通鋼から引張り強さが490 MPa級の高張力鋼が用いられていたものが、最近は引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の高張力鋼材の使用が増加しつつある。

【0005】このような高強度化の傾向の中で、脆性破壊の伝播停止特性を含む低温韌性の向上と、疲労強度の向上の要求も高まりつつあるが、鋼材の強度が高くなると、溶接構造物での低温韌性、疲労強度の確保は一層難しくなり、これらの特性の向上を従来の技術の延長で達成することは不可能であると考えられる。

【0006】低温韌性（シャルピー衝撃特性、脆性破壊伝播停止特性）と疲労特性の向上方法は、個別には従来からいくつかの技術が提案されている。

【0007】例えば、脆性破壊伝播停止特性の向上については、低強度鋼の場合はフェライト（ α ）粒径の微細化が基本的な手法となっており、例えば、特公昭49-7291号公報、特公昭57-21007号公報、特公昭59-14535号公報等に示されているように、オーステナイト（以下 γ と称す）の未再結晶温度域において制御圧延を行い、引き続いて加速冷却を行うことによる γ から α への変態時に α を微細化する方法が提案されている。

【0008】また、最近では、本発明者らの提案による特開平06-198829号公報に示されているような、 γ 域及び γ/α 二相域における熱間圧延条件の最適化により α の加工・再結晶粒径を超微細化する手段も開示されているが、本発明が目的としているような、引張

り強さが570 MPa級から950 MPa級の高強度鋼における脆性破壊伝播停止特性の向上方法には限度があり、また、溶接構造物の疲労強度を向上させるものでもない。

【0009】引張り強さが570 MPa級以上の調質高張力鋼の低温韌性の向上の手段としては、合金元素の適正化により組織を下部ベイナイト主体の組織とする方法、または/ Ni の增量により Ni のマトリクス高韌化効果を狙う方法が知られている。

【0010】しかし、 Ni を含む合金元素の増加は製造コストの上昇を避けられず、また、溶接性の劣化を招く等の悪影響もあり、工業的手段として万能ではなく、疲労強度、特に不可避的に初期欠陥を有する溶接部の疲労強度に対してはなんら効果を有しない。

【0011】一方、疲労強度向上に関する技術は、薄钢板に関しては多数開示されているが、溶接構造物用鋼材に関してはそれほど多くない。最近、溶接熱影響部（HAZ）の組織を α とすることによって HAZ の疲労強度を向上できる技術（特開平06-207794）や、母材の組織を、平均 α 粒径が20 μm以下の細粒組織中に、粗大 α を分散させることによって母材の疲労き裂進展特性を向上させる技術（特開平05-227362）が示されている。

【0012】しかし、両技術とも HAZ あるいは母材の組織を α 組織とする必要性から、製造できる鋼材の強度レベルに限界があり、引張り強さが950 MPaに至る高強度鋼材を製造することはできない。

【0013】また、いずれも、脆性破壊の伝播停止特性を同時に向上させる技術ではない。特に特開平05-227362号公報の方法ではあえて粗大な α を母相中に分散させるため、低温韌性はむしろ劣化する傾向であると予想される。

【0014】

【発明が解決しようとする課題】いずれにせよ、上記の従来技術は個々の特性向上のための手段を提案しているにすぎず、両特性を同時にかつ、引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の高強度鋼材において達成するための手段は今まで全く存在しなかった。

【0015】即ち、本発明が解決しようとする課題は、シャルピー衝撃特性だけでなく、脆性破壊伝播停止特性を含む低温韌性の向上と溶接構造物における疲労強度の向上とを引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の鋼材について達成することである。

【0016】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、詳細な検討の結果、引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の高強度鋼材において低温韌性と疲労強度とを同時に向上させるためには、 α の結晶粒径を超微細化し、かつ α との強度差の大きい第二相を適切なサイズ、量で分散させることができが最も有効な手段であること、さらに好ま

しくは、特定の集合組織を同時に発達させることが必要であるとの結論に至った。

【0017】即ち、低温靭性の向上のためには種々の手段があるが、疲労強度との両立を考えた場合、本発明が目的としている高強度鋼においても α 組織とする必要があり、 α 組織を前提として、 α の生成が可能な化学組成の範囲で引張り強さが570 MPa級から950 MPa級の強度を確保でき、かつ、シャルピー衝撃特性や脆性破壊の伝播停止特性（以降、アレスト特性）を向上させるためには、平均粒径が3 μ m以下の α を体積分率で10～70%含有し、残部が、平均粒径が10 μ m以下で、ビッカース硬さが300～700のペイナイトあるいはマルテンサイト、さらにあるいはペイナイトとマルテンサイトとの混合組織であることを知見した。

【0018】なお、 α 結晶粒は大傾角粒界を有するものであることが好ましいが、サブグレインの微細化も低温靭性や疲労強度の向上に効果を有しており、本発明で言うところの結晶粒径は大傾角粒界を有する結晶粒とサブグレインとを区別せずに測定した平均粒径を示している。

【0019】上記のような組織形態にすることで、低温靭性は基本的には α の超細粒化によって確保されるが、強度確保と後述の母材の疲労き裂伝播抵抗向上のためにはフェラト相よりも一定以上に強度の高い第二相（硬質第二相）を分散させる必要が生じる。一般的には、硬質第二相は低温靭性に対しては悪影響があるため、 α +硬質第二相組織で低温靭性を向上させることは非常に困難であるが、本発明者らは、 α の粒径が微細であると硬質第二相の悪影響は軽減されるため、低温靭性と強度との両立が α と硬質第二相との混合組織形態でも可能であることを初めて見いだし、その知見に基づいた詳細な実験の結果、強度と低温靭性、さらに疲労強度との両立のた

$$\begin{aligned} \text{Ce q.} = & \text{C\%} + \text{Mn\%}/6 + \text{Si\%}/24 + \text{Ni\%}/40 + \text{Cr\%}/5 + \text{M} \\ & \text{o\%}/4 + \text{V\%}/14 \dots \dots \quad (1) \end{aligned}$$

(2) 重量%で、

V: 0.005～0.50%

Nb: 0.003～0.50%

Ta: 0.005～0.20%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記

(1) に記載の低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼

材。

【0024】(3) 重量%で、

Cr: 0.01～1.0%

Ni: 0.01～5.0%

Mo: 0.01～1.00%

Cu: 0.01～1.5%

Ti: 0.003～0.10%

Zr: 0.003～0.10%

W: 0.01～2.0%

B: 0.0003～0.0020%

めの最適な組織形態を明らかにした。

【0020】本発明における疲労強度の向上は母材の疲労き裂の伝播抵抗の向上によるものが基本であり、疲労き裂の進展を遅延させるためには、 α の超細粒化と、軟質相である α と α に比べて一定以上に強度の高い第二相を超細粒 α 中に分散させることが他の冶金的手段に比べて有効であり、また、上述したように低温靭性との両立においても有利となる。さらには、疲労き裂を主進展方向からそらせるために(100)及び(111)集合組織を発達させることも、強度や低温靭性に悪影響を与える母材の疲労強度伝播抵抗を向上できる手段として有効であるとの結論に至った。

【0021】即ち、本発明の要旨とするところは次の通りである。

【0022】(1) 重量%で、

C: 0.01～0.20%

Si: 0.03～1.0%

Mn: 0.30～2.0%

Al: 0.002～0.1%

N: 0.001～0.01%

を含有し、不純物としてのP、Sの含有量が、

P: 0.02%以下

S: 0.01%以下

で、残部Fe及び不可避不純物からなり、(1)式で示す炭素当量(Ceq.)が0.35%～1.0%であり、かつ、平均粒径が3 μ m以下のフェライトを体積分率で10～70%含有し、残部が、平均粒径が10 μ m以下で、ビッカース硬さが300～700のペイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはペイナイトとマルテンサイトとの混合組織としたことを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【0023】

の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記
(1) または(2) に記載の低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【0025】(4) 重量%で、

Mg: 0.0005～0.01%

Ca: 0.0005～0.01%

REM: 0.005～0.10%

のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(3)のいずれか1項に記載の低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【0026】(5) X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0以上であることを特徴とする前記(1)～(4)のいずれか1項に記載の低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材。

【0027】(6) 請求項1～4のいずれかに記載の成分を含有する鋼片を A_{C_3} 変態点以上、1050°C以下 の温度に加熱した後、圧延開始温度が900°C以下で、累積圧下率が10～50%の単相域での圧延を行った後、累積圧下率が50～90%で、圧延開始温度が750°C以下で、圧延終了温度が600°C以上である圧延を行うことにより前記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【0028】(7) 前記(1)～(4)のいずれかに記載の成分を含有する鋼片を A_{C_3} 変態点以上、1050°C以下 の温度に加熱し、0.5～20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却した後、(A_{C_1} 変態点+50°C)～(A_{C_3} 変態点-10°C)の温度に再加熱し、累積圧下率が50～90%の圧延を650°C以上、800°C以下で終了することにより前記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【0029】(8) 前記(1)～(4)のいずれかに記載の成分を含有する鋼片を A_{C_3} 変態点以上、1150°C以下 の温度に加熱した後、累積圧下率が20～50%の圧延を900°C～700°Cで終了し、0.5～20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却した後、(A_{C_1} 変態点+50°C)～(A_{C_3} 変態点-10°C)の温度に再加熱し、累積圧下率が50～90%の圧延を650°C以上、800°C以下で終了することにより前記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【0030】(9) 前記(6)～(8)のいずれかに記載の方法で製造するに際して、最終の圧延終了後の鋼板を5～40°C/sの冷却速度で20°C～600°Cまで急速冷却することにより前記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【0031】(10) 前記(6)～(8)のいずれかに記載の方法で製造された鋼板を450°C～650°Cで焼戻しを行うことにより前記(1)～(5)のいずれか1項に記載の鋼材を製造することを特徴とする低温靭性と疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

【0032】

【発明の実施の形態】本発明の要点は前述した通りであるが、組織形態の要件、化学組成の要件、製造方法の要件、各々についてさらに詳細に説明する。

【0033】低温靭性（シャルピー衝撃特性とアレスト特性）及び疲労強度を向上させるためには、鋼材の組織形態として、平均粒径が3μm以下のα相を体積分率で10～70%含有し、残部が、平均粒径が10μm以下で、ビッカース硬さが300～700のペイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはペイナイトとマルテンサ

イトとの混合組織とすることが第一の要件となる。

【0034】先ず、αを有する鋼においては、α粒径を微細化すればするほど、低温靭性はシャルピー衝撃特性、アレスト特性ともに向上するが、疲労強度、特に母材の疲労き裂伝播特性を疲労寿命で一般的な焼入れ焼戻し処理による場合の2倍以上にするためには平均α粒径を3μm以下とした上で、適切な第二相の分散を図る必要がある。

【0035】即ち、超細粒化したαにより疲労き裂の伝播は抑制されるが、さらにき裂経路に硬質相が存在すると、き裂の停留が生じ、さらにき裂進展抵抗を増大させる。き裂の進展抵抗となるためには一定以上の強度を有する第二相が適量分布している必要がある。詳細な実験から、第二相の強度はビッカース硬さで300以上必要があることを知見した。また、第二相としては介在物のように母相との間に間隙を生じやすいものではき裂進展抵抗に有効でなく、韌性にも悪影響があるための好ましくない。

【0036】一方、炭窒化物のような微細析出物やセメントタイトは小さすぎてき裂進展の障害になり難く、また韌性に対してやはり好ましくない。第二相としてはある程度延性、韌性を有することが疲労強度、低温靭性の両面から好ましく、この目的に合致する第二相はペイナイトあるいはマルテンサイト、さらにあるいはペイナイトとマルテンサイトとの混合組織である。これら第二相の強度は高ければ疲労強度や母材強度確保の面では有利であるが、Cの濃縮が過剰となって強度が高くなりすぎるとαが超細粒化されても低温靭性確保が困難となる。

【0037】本発明では、板厚25mmの場合に、低温靭性としてvTrsで-80°C以下、ESSO試験で測定したKca値が400kgf·mm^{-3/2}となる温度(T_{Kca400})で-60°C以下となることを目標とする観点から、これら特性を確保するために必要な第二相の硬さの上限として実験結果に基づいて700以下に限定する。また、同様に低温靭性の確保の必要性から、第二相のサイズも限定する必要がある。

【0038】即ち、第二相のまわりのαの平均粒径が3μm以下であれば、硬質第二相による韌性劣化は、通常のα粒径(≥5μm)の場合に比べて大きく軽減されるものの、全く無害となる訳ではなく、硬質第二相も微細であればある程低温靭性に対しては有利となる。

【0039】しかしながら、むやみに第二相を微細化することは工業的な製造方法による場合限度があることから、第二相の硬さが上限のときに韌性に悪影響を及ぼさないサイズの上限が10μmであることから、本発明においては、第二相の平均粒径の上限は10μm以下とする。

【0040】以上述べた理由により平均粒径が3μm以下のαと平均粒径が10μm以下で、ビッカース硬さが

300~700のペイナイトあるいはマルテンサイト、さらにあるいはペイナイトとマルテンサイトとの混合組織が低温韌性の確保と母材の疲労き裂伝播特性とを同時に向上させるために必要であるが、さらに該 α と第二相との割合も、疲労特性向上と母材強度確保の観点から限定する必要がある。

【0041】即ち、進展する疲労き裂の障害となるためには、第二相が30%以上必要となる。第二相の割合が30%未満であると進展中のき裂前面に存在する硬質第二相の存在確立が過小となり、き裂進展の障害として有効でなくなる。また、強度確保の点からも硬質第二相の割合は一定以上必要となる。強度確保の観点での必要第二相の割合は所望の強度と α 及び第二相の硬さとの関係で決まるが、 α の強度向上には限度があるため、硬質第二相は最低でも10%以上必要となる。

【0042】従って、本発明においては、第二相の割合の下限は疲労特性向上に最低限必要な30%とする。また、C含有量一定であれば、第二相の割合の増加にともなって第二相の強度は低下する方向であり、また、ほぼ全体がペイナイトやマルテンサイトとなってしまっては当然超細粒 α による低温韌性の向上や、疲労強度の向上も望めなくなる。

【0043】従って、超細粒 α が低温韌性の向上や、疲労強度の向上に有效地に働き得る程度存在し、第二相の強度がピッカース硬さで300~700の範囲とするためには、第二相は90%以下とする必要があることから、本発明では第二相の上限を90%に制限する。即ち、本発明においては第二相の割合を30~90%、逆に言えば平均粒径が3μm以下の α 相の割合を10~70%とする。

【0044】以上が本発明における組織についての基本的要件であるが、さらに疲労強度の向上を図るために、必要に応じて下記の二つの手段の一方あるいは両方を該基本要件とともに用いることが可能である。

【0045】その二つの要件の一つはX線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0以上とすることであり、もう一つは、重量%で、V:0.005~0.50%、Nb:0.003~0.50%、Ta:0.005~0.20%の1種または2種以上を含有させることである。以下に各々についてさらに詳細に説明する。

【0046】先ず、集合組織を発達させるのは、疲労き裂の進展速度が結晶の方位依存性を有するとの知見に基づき、き裂を主経路からそらせ、かつき裂の進展の遅い方位を適切に分布させることが目的である。き裂進展抵抗を大きくするための集合組織を調査した結果、X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0以上とすることであ

らに疲労強度の向上が可能となることを知見した。(111)集合組織(X線回折では(222)集合組織として測定)、(100)集合組織(X線回折では(200)集合組織として測定)の一方だけでは疲労強度向上効果が十分でなく、材料の異方性も強くなるため好ましくない。また、各々の強度は2.0以上ないと疲労き裂進展方向を主き裂方向から十分そらせることができない。

【0047】重量%で、V:0.005~0.50%、Nb:0.003~0.50%、Ta:0.005~0.20%の1種または2種以上を含有させるのは、HAZの疲労強度を向上させることが目的である。引張り強さが570~950MPaとなる高強度鋼材のHAZ組織はペイナイト～マルテンサイト組織とならざるを得ないため、引張り強さが490MPa級以下の鋼のようなHAZ組織を α 化することでHAZ疲労強度の向上は望めない。ペイナイト～マルテンサイトHAZ組織における疲労き裂発生、伝播特性を向上させるためにはV、Nb、Taの1種または2種以上の添加が有効である。ペイナイト～マルテンサイト組織において疲労き裂はラス界面から発生し、伝播するが、V、Nb、Taの1種または2種以上を適量添加すると、該元素のラス界面への偏析、微細析出によりラス界面が強化されるため、HAZの疲労強度を高めることが可能となる。他の元素はこのような効果を有しない。HAZの熱履歴において該元素をラス界面へ偏析、微細析出させて疲労強度を高めるには、Vは0.005%以上、Nbは0.003%以上、Taは0.005%以上の含有が必要である。一方、これらの元素を過剰に含有させてもラス界面への偏析、微細析出による疲労強度の向上効果は飽和し、かつ、析出脆化や溶接性の劣化を招くため、これらの悪影響を及ぼさない範囲を含有量の上限と定め、各々の元素の含有させる範囲をV:0.005~0.50%、Nb:0.003~0.50%、Ta:0.005~0.20%に限定する。

【0048】次に、その他の化学組成の限定理由を述べる。所望の強度確保、韌性確保のためには、上記組織要件を満足させた上で、さらに、以下に述べる理由により化学組成を限定することが好ましい。

【0049】先ず、Cは鋼の強度を向上させる有効な成分として添加するもので、0.01%未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であり、また、0.20%を超える過剰の添加は一様伸び及び韌性、さらに耐溶接割れ性などを著しく低下させるので、0.01~0.20%の範囲とした。

【0050】次に、Siは脱酸元素として、また、母材の強度確保に有効な元素であるため、0.03%以上添加させる必要がある。逆に1.0%を超える過剰の添加は粗大な酸化物を形成して延性や韌性劣化を招く。そこで、Siの範囲は0.03~1.0%とした。

【0051】また、Mnは母材の強度、韌性の確保に必要な元素であり、最低限0.30%以上添加する必要があるが、溶接部の韌性、割れ性など材質上許容できる範囲で上限を2.0%とした。

【0052】A1は脱酸、 γ 粒径の細粒化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.002%以上含有する必要があるが、0.1%を超えて過剰に添加すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.002%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0053】NはA1やTiと結びついて γ 粒微細化に効果的に働き、強度、韌性向上に有効であるが、その効果が明確になるためには0.001%以上含有させる必要

$$\text{Ceq.} = \text{C\%} + \text{Mn\%}/6 + \text{Si\%}/24 + \text{Ni\%}/40 + \text{Cr\%}/5 + \text{M}\text{o\%}/4 + \text{V\%}/14 \dots \quad (1)$$

(1)式で示す炭素当量が0.35%未満であると、低温韌性と疲労強度確保のための組織要件である超細粒 α と硬質第二相との混合組織とした場合に引張り強さ570MPa以上を確保することが困難となる。一方、炭素当量が1.0%超であると、焼入性が過剰であるため、 α 相を工業的な手段によって生成させることができない。

【0057】以上が本発明鋼の基本成分であるが、炭素当量が0.35%~1.0%の範囲内において、必要に応じてHAZ疲労強度の向上のためにV、Nb、Taの1種または2種以上を、また、さらに必要に応じて、所望の強度レベルに応じて、母材強度の上昇の目的で、Cr、Ni、Mo、Cu、Ti、Zr、W、Bの1種または2種以上を、さらに、HAZ韌性向上あるいは延性向上の目的で、Mg、Ca、REMの1種または2種以上を含有することができる。

【0058】V、Nb、Taを含有させるのは前述した通り、HAZの疲労強度を向上させることが目的である。HAZの熱履歴において該元素をラス界面へ偏析、微細析出させて疲労強度を高めるには、Vは0.005%以上、Nbは0.003%以上、Taは0.005%以上の含有が必要である。一方、これらの元素を過剰に含有させてもラス界面への偏析、微細析出による疲労強度の向上効果は飽和し、かつ、析出脆化や溶接性の劣化を招くため、これらの悪影響を及ぼさない範囲を含有量の上限と定め、各々の元素の含有させる範囲をV:0.005~0.50%、Nb:0.003~0.50%、Ta:0.005~0.20%に限定する。

【0059】Cr及びMoはいずれも母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じるためには0.01%以上必要であり、一方、1.0%を超えて添加すると、韌性が劣化する傾向を有するため、0.01~1.0%の範囲とする。

【0060】Niは母材の強度と韌性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるため

がある。一方、過剰に添加すると固溶Nが増加して韌性、特にHAZ韌性に悪影響を及ぼす。許容できる範囲として上限を0.01%とする。

【0054】P、Sは不純物元素として極力低減することが好ましいが、不必要に低減することは製錬工程に負荷をかけるため、韌性、延性の低下や溶接性の劣化を招かない許容できる量として、Pは0.02%以下、Sは0.01%以下に制限する。

【0055】以上の化学組成の限定に加えて、本発明においては、以下に示す理由により、(1)式で示す炭素当量(Ceq.)を0.35%~1.0%に限定する。

【0056】

$$\text{Ceq.} = \text{C\%} + \text{Mn\%}/6 + \text{Si\%}/24 + \text{Ni\%}/40 + \text{Cr\%}/5 + \text{M}\text{o\%}/4 + \text{V\%}/14 \dots \quad (1)$$

には0.01%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、韌性は向上するが5.0%を超えて添加しても効果が飽和する一方で、溶接性が劣化するため、上限を5.0%とする。

【0061】CuもほぼNiと同様の効果を有するが、1.5%超では熱間加工性に問題を生じるため、0.01~1.5%の範囲に限定する。

【0062】Tiは析出強化により母材強度向上に寄与とともに、TiNの形成により γ 粒微細化にも有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.003%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超えると、A1と同様、粗大な酸化物を形成して韌性や延性を劣化させるため、上限を0.10%とする。

【0063】Zrは主として析出強化により母材の強度向上に寄与するが、過剰の添加で延性や韌性が劣化する。従って、延性、韌性の劣化を招かずに、効果を発揮できる範囲として、0.003~0.10%の範囲に限定する。

【0064】Wは固溶強化及び析出強化により母材強度の上昇に有効であるが、効果を発揮するためには0.01%以上必要である。一方、2.0%を超えて過剰に含有すると、韌性劣化が顕著となるため、上限を2.0%とする。

【0065】Bは0.0003%以上のごく微量添加で鋼材の焼入性を高めて強度上昇に非常に有効であるが、過剰に添加するとBNを形成して、逆に焼入性を落したり、韌性を大きく劣化させるため、上限を0.002%とする。

【0066】Mg、Ca、REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効である。酸化物を微細化させて繊手韌性の向上にも有効に働く。これらの効果を発揮するための下限の含有量は、Mg及びCaは0.0005%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、韌性の劣化を招くため、上限を各々、M

g、Caは0.01%、REMは0.10%とする。
【0067】次に、製造方法に関する限定理由を述べる。

【0068】製造方法に関する要件は、二相域圧延によって α に加工を加え、加工時あるいはその後の回復・再結晶で超細粒化すること、さらに必要に応じて所望の集合組織を発達させることにある。しかし、単に通常の熱間圧延工程で二相域圧延を施しただけでは α の超細粒化は達成されない。二相域圧延により α を超細粒化するためには、二相域圧延の最適化とともに二相域加工前の組織の微細化が必須となる。本発明者らは冶金的原理と詳細な実験に基づき、 α の超細粒化の工業的手段として以下に示す3種類の製造工程を知見した。

【0069】即ち、第1の手段は、鋼片をA_{c3}変態点以上、1050°C以下の温度で加熱した後、圧延開始温度が900°C以下で、累積圧下率が10~50%の γ 単相域での圧延を行った後、累積圧下率が50~90%で、圧延開始温度が750°C以下で、圧延終了温度が600°C以上である圧延を行うことを特徴とする。鋼片をA_{c3}変態点以上、1050°C以下の極低温 γ 域に加熱することにより加熱 γ 粒径を微細化し、さらに、低温 γ 域で圧延することで再結晶 γ 域の微細化と未再結晶域圧延による伸張 γ 化により、変態の高温化と変態組織の微細化を図る。即ち、通常の熱間圧延によっては引張り強さが570~950 MPa級鋼となる焼入性の高い化学組成を有する鋼では α 変態が容易でなく、実質的に α に加工を加えることが困難となるため、変態の高温化は必須となる。また加工 α の回復・再結晶によって α を超細粒化するためには加工前の α も一定以上に微細であることが合わせて必要であり、そのためにも α 化温度、 γ 域での加工条件を限定する必要が生じる。 γ 域での圧延による γ の細粒化の程度を十分に大とするためには加熱 γ 粒径自体を微細化する必要があり、加熱 γ 粒径の微細化には加熱温度の上限を定める必要がある。本発明の基本的な化学組成において、後の γ 域の圧延を前提として α を超細粒化できる範囲を実験的に求めた結果、本発明の請求項7に示す方法における鋼片の加熱温度の範囲はA_{c3}変態点以上、1050°C以下とする。加熱温度の下限をA_{c3}変態点としたのは、鋼片の粗大な凝固組織を解消するためにはA_{c3}変態点以上とする必要があるためである。鋼片の加熱温度をA_{c3}変態点以上、1050°C以下の範囲とした上で圧延開始温度が900°C以下で、累積圧下率が10~50%の γ 単相域での圧延を施す。これにより変態温度の高温化と変態組織の微細化が図られ、二相域圧延による α の超細粒化が達成される。 γ 域での圧延の内、圧延開始温度が900°C以下の圧延を行う必要があるのは900°C超での圧延では γ の細粒化が不十分なためである。ただし、900°C超での圧延を行っても悪影響はなく、本発明で規定する900°C以下での圧延を施す限りは、鋼片サイズ、最終的な鋼板の

板厚等から必要がある場合に、鋼片に900°C超の圧延を行うことを妨げるものではない。

【0070】圧延開始温度が900°C以下の圧延の累積圧下率は大きいほど変態温度の高温化、変態組織の微細化には有利であるが、10%未満では圧延の効果が明確に生ぜず、50%超では後に続く二相域~ α 域圧延での十分な圧下率を確保できなくなるため、本発明の請求項7の方法においては圧延開始温度が900°C以下の γ 単相域の累積圧下率は10~50%とする。 γ 単相域圧延の後、 α の超細粒化に必須の要件となる α への加工と回復・再結晶過程となる圧延を施す。その条件は、累積圧下率が50~90%で、圧延開始温度が750°C以下で、圧延終了温度が600°C以上である。

【0071】超細粒化は加工 α の回復・再結晶により達成されるが、回復・再結晶を十分生じさせるためには、 α に比較的高温で一定以上の累積圧下率の圧延を行う必要があり、そのためには圧延開始温度を750°C以下、圧延終了温度を600°C以上とする必要がある。圧延開始温度が750°C超では炭素当量が0.35%~1.0%の鋼において加工時に十分な量の α 量が確保できず、加工 α よりも変態組織の割合が多くなるため、超細粒化が困難となる。また、 α 変態による残った γ へのCの濃化が進まず、本発明の組織要件のひとつであるビッカース硬さが300~700のペイナイトあるいはマルテンサイト、さらにあるいはペイナイトとマルテンサイトを生成させることもできない。

【0072】一方、圧延終了温度が600°C未満であると、圧延により伸張したままの未回復の α 粒が残存するようになり、このような加工 α があると韌性を劣化させるため、好ましくない。該温度域での二相域~ α 域での累積圧下率は50~90%とする必要がある。累積圧下率が50%未満では圧延の温度域によらず回復・再結晶が十分でなく、また、回復・再結晶後の α 粒径も3μm以下にならないため、累積圧下率の下限は50%とする。累積圧下率は大きければ大きいほど超細粒化には有利であるが、90%を超える圧延を行っても超細粒化の程度は飽和する一方で、累積圧下率が90%超では製造できる鋼片厚や最終板厚の範囲が非常に限定され実用的でないため、本発明では累積圧下率の上限を90%に限定する。

【0073】なお、 α の超細粒化に加えて集合組織を発達させて一層の疲労強度の向上を狙う場合には、二相域~ α 域での圧延条件を圧延開始温度700°C以下、終了温度600°C以上、累積圧下率70~90%の範囲とすることが好ましい。この条件範囲とすることで、本発明で必要とする集合組織の発達が確実となる。

【0074】この集合組織を発達させて、請求項2の要件である「X線回折により測定した板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0

以上とする」を満足させる圧延条件は、以下の第2、第3の手段においても同様である。

【0075】請求項7、8に示された第2、第3の手段は、 α の超細粒化をより均一化するために有効な手段であり、最終的な加熱・圧延の前に鋼片の組織を微細化するための前処理を行い、その後、直接二相域温度に再加熱・圧延を行うことを特徴としており、第2の手段は熱処理による鋼片組織微細化を、第3の手段は熱間圧延を含む鋼片組織微細化を特徴としている。以降に第2、第3の手段についての限定理由を詳細に述べる。

【0076】 α の超細粒化のためには、 α の割合が多い状態から二相域圧延を開始することが必要となる。該二相域圧延における加工 α の回復・再結晶により α を超細粒化するためには、加工前の α を微細化しておくことが重要である。第1の方法で行われるように、 γ 単相域に再加熱した後、 γ 域での圧延を適正化し、さらに α 変態がある程度進んだ段階で一定以上の累積圧下率の二相域～ α 域圧延を行うことによっても達成可能であるが、この方法では γ 域での圧延により変態前の γ 粒径を微細化する必要があり、かつ二相域～ α 域圧延の圧下率も大きくする必要があることから板厚が限定され、また、圧延前の α の割合を確保するために二相域～ α 域圧延の温度はかなり低くする必要があるため、生産性に若干の問題がある。

【0077】第2、第3の手段は γ 単相域に再加熱することなく、再加熱温度を γ/α 二相域とすることにより、加工時の α 量を確保することを要點とするものである。再加熱温度を γ/α 二相域とすることにより一旦 γ 化する場合に比べて、 γ 域での圧延をする必要がないため、圧下の全てを α の加工に用いることが可能である点と、 α 加工前の組織微細化のための低温 γ 域圧延、あるいは γ 域圧延と γ/α 二相域圧延との間の温度低下待ち時間が長いことによる生産性の低下を防げる点とで有利となる。ただし、凝固ままの鋼片を単に γ/α 二相域に再加熱した場合には、凝固ままの組織が極めて粗大であるため、圧下率の大きい圧延を施しても α の回復・再結晶が容易でなく、また、再結晶したとしても再結晶前の組織が粗大であるため、均一な超細粒化は不可能であり、 γ/α 二相域に直接再加熱する場合には何らかの手段によりあらかじめ鋼片の組織微細化を図る必要があることが必須となる。 γ/α 二相域再加熱前の組織微細化の条件、 γ/α 二相域再加熱条件及び圧延条件は詳細な実験に基づいて、以下に詳細を述べるように限定する必要がある。

【0078】先ず、超細粒化のための二相域加熱・二相域圧延工程の前の鋼片の組織を微細化するために必要な製造条件の限定理由を述べる。

【0079】鋼片の組織微細化のためには、超細粒化のための二相域加熱・二相域圧延工程の前に、鋼片を A_c_3 変態点以上、1050°C以下の温度に加熱し、圧延を

行わずに、0.5～20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却するか、圧延を行う場合には、鋼片を A_c_3 変態点以上、1150°C以下の温度に加熱した後、累積圧下率が20～50%の圧延を900°C～700°Cで終了し、0.5～20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却する。圧延を行う方が前組織の微細化には有利であるが、そのかわり最終板厚によっては後続の二相域加熱・圧延の際の圧下率が大きくなれる。また、再加熱後の冷却を本発明の条件に従って行えば、圧延を行うか、行わないかによる鋼片組織の微細化程度にそれほど大きな差は生じないため、鋼片の組織微細化の工程において圧延を行うか行わないかは、製造設備や仕上げ板厚の大小等によって選択可能な条件である。

【0080】鋼片の再加熱温度は、粗大な凝固組織を解消する目的から、 A_c_3 変態点以上とする必要がある。また、再加熱温度が高すぎると、再加熱後の冷却の如何によらず組織が微細化し難くなるため、上限温度を1050°Cに限定する。この上限温度以下であれば、本発明の化学組成の鋼において再加熱時の γ 粒径が極端に粗大化して最終組織の微細化を阻害することはない。なお、再加熱後、鋼片に本発明で規定した圧延を施す場合は圧延再結晶による γ 粒の微細化が図られるため、再加熱温度の上限は緩和することが可能であることから、圧延を行なわない場合の再加熱温度の上限での γ 粒径が得られる上限温度として、圧延を行う場合の再加熱温度の上限は1150°Cとする。

【0081】鋼片を再加熱後、圧延を行う場合は、累積圧下率が20～50%の圧延を900°C～700°Cで終了する必要がある。累積圧下率、圧延終了温度とも鋼片の組織微細化のために限定が必要である。

【0082】累積圧下率に関しては、20%未満では γ 粒径の微細化や導入される歪の量が少なく圧延の効果が小さいため最終組織の微細化に効果が明確に生じない。累積圧下率は大きいほど鋼片の最終組織微細化には有利であるが、この段階での累積圧下率を大きくすると、超細粒化のための二相域再加熱・二相域圧延での圧下率が十分確保できなくなるため、圧延の効果が十分で、二相域圧延における必要な圧下率確保を可能とする範囲として、上限を50%に制限する。

【0083】二相域再加熱・二相域圧延前の鋼片の組織微細化のためには、以上の累積圧下率の限定に加えて、圧延の効果を十分発揮させるために、その圧延を終了する温度も限定する必要がある。即ち、圧延の終了温度が高すぎると、圧延により細粒化した γ が粒成長して圧延の効果が解消されてしまう。圧延による γ の細粒化、導入転位の保存のためには圧延終了温度は低い方が好ましいが、圧延終了温度が低くなると圧延反力の増大による圧延機への過大な負荷や生産性の低下を生じるため、圧延の効果が確保され、かつ、これらの問題が顕在化しない範囲として、圧延終了温度は900°C～700°Cに限

定する。

【0084】鋼片の最終組織微細化のためには鋼片の再加熱後、圧延の有無によらず、0.5~20°C/sの冷却速度で500°C以下まで冷却する必要がある。これは、加熱温度の限界あるいは、さらに、圧延により α の微細化を図ることは組織の微細化のための前提条件となるが、冷却変態時の冷却速度が過小であると、 α がいかに微細化されても粗大な α が生成するため、前組織の微細化が図られない。二相域加熱・圧延において均一に α の超細粒化のために必要な冷却速度の範囲は詳細な実験により決定された。

【0085】即ち、本発明の化学組成範囲、鋼片の再加熱、圧延条件範囲において、その後の二相域加熱・圧延による α の超細粒化を達成するためには α 変態が確実に完了する温度として500°C以下まで、0.5°C/s以上の冷却速度で冷却する必要がある。 α の超細粒化のためには該冷却速度は大きい方が有利であるが、冷却速度が大きくなつてベイナイト変態するようになると、それ以上冷却速度を高めても前組織の微細化が飽和傾向にあることと、二相域圧延前の厚い鋼片を急速冷却することは実用的に困難を伴うことから、鋼片の冷却速度の上限は組織の微細化に明確な効果がある下限の温度から20°C/sに限定する。

【0086】以上が、請求項7、8に示された本発明の組織要件を実現するための第2、第3の手段において、 α の回復・再結晶による超細粒化を図る工程である二相域加熱・圧延に入る前の鋼片組織の微細化に関する製造条件の限定理由であるが、次に、 α の超細粒化を図る二相域加熱・圧延工程の製造条件に関する要件を述べる。

【0087】第2、第3の手段においては、加工時の必要量の α 量確保のために、 γ/α 二相域に再加熱することを重要な要件のひとつとしているが、該二相域再加熱温度は(A_{C_1} 変態点+50°C)~(A_{C_3} 変態点-10°C)の間にある必要がある。再加熱温度が低いほど、 α の割合が多い点では有利であるが、超細粒化のためには加工段階からその後の冷却段階の間に α が十分回復・再結晶する必要がある。その下限温度は鋼の組成によって変化するが、実験結果によれば、 A_{C_1} 変態点との関係で統一的に規定でき、 α が十分回復・再結晶するために必要な条件として、再加熱温度は(A_{C_1} 変態点+50°C)以上とする。

【0088】一方、再加熱温度が高くなれば α の回復・再結晶に対しては有利であるが、 γ の割合が増加していく。 γ から変態する α の比率が多くなりすぎると α の超細粒化は達成されなくなるため、再加熱温度の上限は圧延前及び圧延中の α の比率を十分確保できるか否かの観点で決定される。ただし、再加熱時の α の比率に対して、圧延中には圧延のエネルギーにより α は増加していくため、再加熱時の α 比率が必ずしも支配的である必要はない。再加熱時に一定量の α があれば圧延中に α が増

加して必要な α 比率に達する。しかし、再加熱温度が γ 単相域となると γ が安定化てしまい、圧延による顕著な α の増加は望めない。従って、本発明においては圧延中に確実に α が生成するに必要な条件から再加熱温度の上限を(A_{C_3} 変態点-10°C)とする。

【0089】(A_{C_1} 変態点+50°C)~(A_{C_3} 変態点-10°C)の温度に再加熱した後、累積圧下率が50~90%の圧延を650°C以上、800°C以下で終了することにより α は超細粒化する。超細粒化は加工 α の回復・再結晶により達成されるが、回復・再結晶を十分生じさせるためには、 α の高温域で一定以上の累積圧下率の圧延を行う必要がある。累積圧下率が50%未満では圧延の温度域によらず回復・再結晶が十分でなく、また、回復・再結晶後の α 粒径も3μm以下にならないため、累積圧下率の下限は50%とする。累積圧下率は大きければ大きいほど超細粒化には有利であるが、90%を超える圧延を行つても超細粒化の程度は飽和する一方で、累積圧下率が90%超では製造できる鋼片厚や最終板厚の範囲が非常に限定され実用的でないため、本発明では累積圧下率の上限を90%に限定する。

【0090】以上のように二相域圧延の累積圧下率を限定した上で、さらにその圧延の温度条件、特に圧延終了温度を適正に制御する必要がある。即ち、再加熱温度は二相域温度であるため、圧延の開始温度は限定する必要はないが、二相域での圧延を全て α の超細粒化に役立てるためには、圧延終了温度を限定する必要がある。圧延終了温度が650°C未満であると、圧延により伸張したままの未回復の α 粒が残存するようになり、このような加工 α があると韌性を劣化させるため、好ましくない。一方、圧延終了温度が800°C超であると、一旦形成された超細粒 α が圧延後の冷却中に成長して粗大粒が混在した混粒組織となり、同様に韌性劣化要因となる。従つて、圧延終了温度は650°C以上、800°C以下の範囲に限定する。

【0091】以上が、本発明の請求項6~8に示された、 α の超細粒化と α と第二相の組織割合、第二相の種類、分布等の組織要件を達成するための3種類の製造方法に関する基本的な要件である。

【0092】以上の3種類の製造方法とも、最終の二相域~ α 域圧延の後の冷却としては、所望の強度・韌性レベルに応じて、そのまま放冷しても、また5~40°C/sの冷却速度で20°C~600°Cまで加速冷却してもよい。さらに、放冷あるいは加速冷却後の鋼板を450°C~650°Cで焼戻しを行つてもよい。圧延の終了温度を650°C~800°Cの範囲内としておけば、その後の冷却条件や焼戻しの如何によらず超細粒 α の形態は保存される。

【0093】加速冷却する場合の冷却速度は5~40°C/sに限定するが、このように限定したのは、5°C/s未満では加速冷却による組織の変化が明確でなく、確実

な強度、韌性の向上が期待できないためであり、40°C/s超では表層と内部との組織あるいは特性の差が大きく生じて好ましくないためである。

【0094】また、該冷却速度での加速冷却は鋼板の所望の強度、韌性に応じて20°C~600°Cで停止する。加速冷却の停止温度を20°C未満とすることは材質を制御する上でなんら効果がなく、単に製造コストの上昇を招くだけ意味がない。逆に加速冷却を600°C超で停止すると、加速冷却による強度向上や韌性向上効果が明確に生ぜず、これも加速冷却工程を施す意味がない。

【0095】放冷あるいは加速冷却後の鋼板に対して、強度調整、韌性向上、形状改善の目的で、さらに焼戻し処理を施すことも可能である。その場合には、形成された超細粒組織を損なわないことが必須要件となる。本発明では焼戻し温度を450°C~650°Cの範囲に限定するが、これは、450°C未満では焼戻しの効果が明確ではなく、650°C超では超細粒組織の形態を損なう恐れがあり、また、第二相の硬さが本発明の規定範囲を超えて低くなりすぎる恐れがあるためである。なお、該焼戻し温度範囲において、焼戻しの加熱保持時間は工業的な範囲であれば任意であるが、表層部の超細粒組織保存の観点からは、保持時間は5h以内であることが好ましい。

【0096】次に、本発明の効果を実施例によってさらに具体的に述べる。

【0097】

【実施例】実施例に用いた供試鋼の化学成分を表1（表1-a及び表1-b）に示す。

【0098】各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鍛造により鋼片となしたものである。表1の内、鋼番1~15は本発明の化学組成範囲を満足しており、鋼番16~21は本発明の化学組成範囲を満足していない。

【0099】表1の化学成分の鋼片を表2及び表3に示す条件により鋼板に製造し、室温の強度、2mmVノックシャルビー衝撃特性、脆性き裂の伝播停止特性としてESSO特性、さらに溶接継手の疲労特性を調査した。表2には本発明の請求項6に関連した方法により製造した本発明鋼と、その比較例とを示し、表3には本発明の請求項7及び8に関連した方法により製造した本発明鋼と、その比較例とを示したものである。

【0100】引張試験片及びシャルビー衝撃試験片は板厚中心部から圧延方向に直角(C方向)に採取した。シャルビー衝撃特性は50%破面遷移温度(vTrs)で評価した。脆性き裂の伝播停止特性は全厚の温度勾配型ESSO試験で測定し、Kca値が400kgf·mm^{-3/2}となる温度(T_{hca400})で評価した。

【0101】溶接継手の疲労特性はT字隅肉溶接継手で評価した。板厚20mm以下の鋼板については鋼板の原厚まで、板厚が20mmを超える鋼板については鋼板

表面から20mmに減厚して継手素材とし、溶接は入熱が18kJ/cmのCO₂半自動溶接とした。溶接継手から図1に示す3点曲げ疲労試験片を採取し、繰り返し最大荷重と最低荷重の比が0.1の条件で疲労試験を実施した。

【0102】図1において、1は溶接部、2は試験片幅、3は板厚、4は荷重点を示している。

【0103】強度、韌性、疲労特性等機械的性質の試験結果も表2、表3に示す。なお、平均α粒径は倍率200倍の走査型電子顕微鏡写真を用いて切断法により求め、20視野の平均値を表2(表2-a及び表2-b)、表3(表3-a及び表3-b)に示した。

【0104】表2、表3において、試験No. A1~A26はいずれも本発明の化学組成の鋼片を本発明の要件に従って製造した鋼材であり、全て強度は570級鋼以上のレベルを達成しており、組織要件も満足している。韌性値はvTrsでほぼ-110°C以下、T_{hca400}で-90°C以下が達成されており、本発明により脆性破壊の発生特性だけでなく伝播停止特性も併せて極めて優れた低温韌性が得られることが明白である。また、溶接部の疲労特性も、106回疲労強度で引張強度の53%~64%、疲労限で48%~59%と非常に優れたレベルが得られている。特に、V、Nb、Taの1種または2種以上を本発明の範囲で含有した鋼、あるいはX線面強度が顕著に発達した鋼(板厚中心部の圧延面に平行な面の(222)及び(200)集合組織強度が、ランダム試料に対する相対強度比でそれぞれ2.0以上)、さらに両要件とも満足した鋼ではより優れた疲労強度が達成されていることが表2、表3の実施例から明らかである。

【0105】一方、試験No. B1~B18は比較例であり、いずれかの要件が本発明の限定範囲を外れているため、本発明例に比べてシャルビー衝撃特性、ESSO特性、疲労特性のいずれか、あるいは全てが劣るに劣る。

【0106】先ず、試験No. B1~B9は鋼片の微細化処理を含まない製造方法の比較例として示したものであり、試験No. B1はCが過剰なため、第二相の硬さが過剰となり、シャルビー衝撃特性、ESSO特性が本発明例に比べて顕著に劣る。

【0107】試験No. B2はMn量が過剰なため、良好なシャルビー特性、ESSO特性が得られていない。

【0108】試験No. B3はCr量が過剰なため、シャルビー衝撃特性、ESSO特性とも不十分である。

【0109】試験No. B4は不純物としてのPが過剰なため、また、No. B5はSが過剰なためにシャルビー衝撃特性、ESSO特性が劣る。

【0110】試験No. B6は個々の元素の含有量は本発明の範囲内であるが、Ceが本発明の範囲をははずれて過剰であるため、加工中のαの生成も抑制され、回復・再結晶が十分生じておらず、α組織の超細粒化が

図られておらず、シャルピー衝撃特性、ESSO特性に加えて疲労特性も顯著に劣化する。

【0111】試験No. B7～B9は化学組成は本発明を満足しているが、製造条件が本発明と合致しないために、必要な特性が得られないものである。

【0112】即ち、試験No. B7は鋼片の加熱温度が高すぎるため、 α の超細粒化が十分でなく、シャルピー衝撃特性、ESSO特性、疲労特性全てが顯著に劣化する。

【0113】試験No. B8は γ 単相域での圧延に続く、二相域温度以下で行う仕上げ圧延の累積圧下率が過小であるため、やはり α の超細粒化が十分でなく、シャルピー衝撃特性、ESSO特性及び疲労特性が顯著に劣化する。

【0114】試験No. B9は仕上げ圧延の温度域が高いため、 α が生成せず、全面ペイナイトとマルテンサイトとの混合組織となっているため、十分な特性が得られない。

【0115】次いで、試験No. B10～B18は鋼片の微細化処理を含む製造方法の比較例として示したものであり、試験No. B10はCが過剰なため、本製造方法においても第二相の硬さが過剰となり、シャルピー衝撃特性、ESSO特性が本発明例に比べて顯著に劣る。

【0116】試験No. B11はMnが、また、鋼B12はCrが過剰な鋼を用いてそれぞれ製造したものであるが、やはり製造方法によらず、優れた特性が得られない。

【0117】試験No. B13は焼入性が比較的低い化学組成の鋼において、圧延後空冷したため、第二相がペイナイトあるいはマルテンサイトあるいはペイナイトとマルテンサイトとの混合組織ではなく、バーライトが混

在しており、組織要件が本発明を満足していないため、強度が570 MPa級鋼を満足しておらず、かつ、韌性、疲労特性とも低い。

【0118】試験No. B14は鋼片組織の微細化処理工程における鋼片の加熱温度が高すぎるため、二相域加熱前の鋼片組織の微細化が十分でない結果、 α 粒の微細化が十分でなく、十分な特性が得られない。

【0119】試験No. B15は鋼片組織微細化工程の後の二相域加熱・圧延工程における再加熱温度が高すぎるため、やはり α の微細化が十分でなく、特性が劣る。

【0120】試験No. B16は二相域加熱・圧延工程における圧延の終了温度が低すぎるために α の回復・再結晶が十分進行せず、特に、シャルピー衝撃特性、ESSO特性の低下が著しい。

【0121】試験No. B17は鋼片微細化処理を含まず、かつ、請求項6に記載されたような、 γ 単相域での適切な圧延も行われないため、二相域圧延を行う段階での α が粗大なため、 α の回復・再結晶が十分進行せず、粒径も粗大で、シャルピー衝撃特性、ESSO特性の低下が著しい。

【0122】試験No. B18は α に加える累積圧下率が過小なため、 α の超細粒化がなされず、シャルピー衝撃特性、ESSO特性が十分ではない。

【0123】以上、実施例からも、本発明により引張強さが570 MPaを超える高強度鋼においても α の超細粒化が達成され、さらに、疲労強度向上に有効な成分、組織要件が満足でき、それにより非常に良好な低温韌性和疲労強度とが得られることが明白である。

【0124】

【表1-a】

区分 番号	化学成分(重量%)												
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	Cu		
本 実 例	1 0.11	0.23	1.46	0.009	0.003	0.035	0.0040						
	2 0.10	0.28	1.54	0.011	0.002	0.028	0.0032						
	3 0.11	0.25	1.55	0.010	0.003	0.020	0.0029						
	4 0.12	0.20	1.50	0.008	0.001	0.032	0.0035						
	5 0.08	0.26	1.33	0.008	0.002	0.031	0.0031	0.35	1.02				
	6 0.07	0.20	1.38	0.009	0.003	0.024	0.0045	0.36	0.99				
	7 0.13	0.26	1.30	0.008	0.002	0.022	0.0029	0.83	1.05	0.40	0.98		
	8 0.08	0.25	1.33	0.007	0.001	0.030	0.0022	0.33	0.99	0.38	0.99		
	9 0.08	0.09	1.48	0.009	0.002	0.078	0.0027		2.56				
	10 0.07	0.34	1.29	0.009	0.002	0.030	0.0028	0.35	1.00	0.35	1.02		
	11 0.09	0.09	1.02	0.007	0.005	0.032	0.0029	0.55	1.09		0.29		
	12 0.04	0.32	0.76	0.009	0.003	0.045	0.0048	0.53	1.11	0.26	0.77		
	13 0.09	0.37	1.45	0.010	0.003	0.041	0.0040		4.59		0.78		
	14 0.10	0.24	0.86	0.009	0.005	0.010	0.0022	0.38	1.25	0.35	1.11		
	15 0.05	0.27	0.78	0.008	0.006	0.038	0.0037	0.36	1.00	0.26	0.89		
比 較 例	16 0.27	0.38	1.33	0.011	0.003	0.037	0.0042						
	17 0.10	0.21	2.49	0.007	0.003	0.019	0.0043						
	18 0.11	0.35	1.48	0.009	0.003	0.028	0.0044	1.76	3.19	0.48	0.78		
	19 0.11	0.32	1.28	0.029	0.004	0.028	0.0031	0.23	0.97	0.27	0.77		
	20 0.13	0.21	1.33	0.012	0.005	0.042	0.0023	0.35	1.01	0.54	0.92		
	21 0.16	0.57	1.87	0.010	0.003	0.019	0.0055	0.97	4.78	0.83	0.96		

【0125】

【表1-b】

区分 番号	化学成分(重量%)											
	Ti	V	Nb	B	Ta	Zr	W	Mg	Ca	REM	Ce	
本発明例	1										0.363	
	2			0.015							0.368	
	3		0.150								0.389	
	4			0.013		0.105					0.378	
	5			0.045							0.388	
	6			0.098							0.405	
	7			0.102	0.0008						0.870	
	8		0.035	0.099							0.480	
	9	0.008		0.078	0.0008						0.374	
	10		0.040	0.110						0.008	0.485	
	11		0.045	0.095	0.0009	0.025		0.97			0.424	
	12	0.008	0.042	0.048	0.0006				0.0030		0.382	
	13	0.007		0.077				0.88	0.0009	0.0008	0.482	
	14	0.012	0.033	0.058	0.0010	0.120			0.0007		0.006	0.419
	15	0.009	0.035	0.092	0.0005	0.025	0.010	0.43	0.0005	0.0005	0.009	0.364
比較例	16										0.508	
	17	0.012		0.015	0.0009						0.524	
	18		0.065		0.0008						0.927	
	19			0.045							0.474	
	20	0.007	0.034	0.089							0.533	
	21		0.213	0.048	0.0010	0.025		0.42		0.0010	0.012	1.023

【0126】

【表2-a】

試験 No.	鋼 番	鋼 片 厚 (mm)	鋼 片 加熱 温度 (°C)	粗圧延条件(注1)		仕上げ圧延条件(注1)		仕上 板厚 (mm)	加熱 板厚 有無	圧延 終了後 冷却 速度 (°C/s)	加速冷却 停止温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)			
				圧延 開始 温度 (°C)	屈服 圧下率 (%)	圧延 開始 温度 (°C)	圧延 終了 温度 (°C)								
本発明例	A1	1	200	1000	870	30	740	730	88	20	有	25.0	<100	530	
	A2	2	200	1050	890	30	720	700	86	20	有	25.0	<100	530	
	A3	3	200	950	850	20	700	650	84	25	有	20.0	550	-	
	A4	4	200	1000	850	25	680	680	83	25	有	20.0	<100	600	
	A5	5	250	1050	850	30	720	700	88	25	有	20.0	<100	600	
	A6	6	250	870	870	30	680	680	88	25	有	20.0	<100	600	
	A7	7	200	1000	830	15	710	680	88	20	有	20.0	<100	500	
	A8	8	200	1000	850	20	680	680	84	25	有	20.0	<100	600	
	A9	9	250	1050	800	40	680	670	87	20	有	25.0	<100	500	
	A10	10	280	950	790	50	650	630	88	20	無	0.8(32%)	-	-	
	A11	11	8	200	900	820	10	680	670	86	25	有	20.0	520	-
	A12	12	200	1050	880	50	680	650	75	25	有	20.0	490	-	
	A13	13	8	200	1000	860	30	740	720	82	25	有	20.0	530	500
	A14	14	8	200	850	800	30	680	650	75	25	有	20.0	<100	-
	A15	15	8	200	1000	830	30	680	620	82	25	無	0.8(32%)	-	-
比較例	B1	16	200	1000	880	30	730	700	82	25	有	20.0	<100	500	
	B2	17	200	1000	870	30	730	680	82	25	有	20.0	<100	500	
	B3	18	200	1000	880	30	680	670	82	25	有	20.0	<100	570	
	B4	19	200	1000	900	50	730	690	75	25	無	0.8(32%)	-	-	
	B5	20	200	1000	870	30	680	680	82	25	有	20.0	<100	500	
	B6	21	200	1000	900	30	680	810	82	25	無	0.8(32%)	-	-	
	B7	22	200	1250	870	20	670	630	84	25	有	20.0	<100	600	
	B8	23	200	1050	850	50	720	700	35	65	有	5.0	<100	600	
	B9	24	200	1050	900	10	830	750	88	25	有	20.0	<100	600	

注1) 粗圧延: 2段階に分けた圧延の内の最初の圧延(本発明ではγ単相圧延)。
 仕上げ圧延: 2段階に分けた圧延の内の最終の圧延(本発明では開始が750°C以下の圧延)。

【0127】

【表2-b】

JIS 標準 分類 (%)	平均 粒度 (μm)	最終組織状態			板厚中心部 組織 (注3)		機械的性質 (C方向板厚中心部)				疲労特性		
		第二相 濃度	第二相 形態	第二相 粒度	第二相 E-モード	10	10	YP (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	Tkcc400 (°C)	10 ⁴ 回 疲労 強度 (MPa)	疲労限 (MPa)
		45	2.4	B + M	6.9	420	1.8	1.7	473	597	-130	-108	315
本 免 明 顯	50	2.2	B + M	6.6	413	2.0	1.9	488	608	-132	-104	320	289
	60	2.7	M	7.3	450	1.7	2.8	487	624	-121	-100	360	312
	40	2.1	B + M	6.5	415	3.0	3.5	538	674	-136	-111	326	283
	60	1.9	M	7.7	447	1.8	1.8	499	648	-140	-100	344	311
	60	2.0	M	6.2	463	4.2	5.0	503	670	-129	-99	429	395
	30	2.3	M	6.1	549	0.8	1.6	778	949	-138	-97	575	536
	45	2.0	M	5.8	430	4.8	3.6	589	725	-118	-97	452	417
	40	2.7	B + M	8.3	428	7.7	5.1	598	730	-110	-102	454	419
	35	1.9	M	5.3	419	6.3	6.5	545	699	-124	-98	445	410
	55	1.8	B + M	6.7	444	5.1	4.8	517	708	-128	-105	450	416
	60	1.8	B + M	5.9	460	4.8	4.2	488	704	-142	-101	447	413
比 較 例	30	2.0	B + M	6.6	407	1.8	1.8	583	738	-123	-120	422	386
	70	1.7	M	5.4	501	5.0	3.5	450	693	-147	-147	434	400
	65	2.1	B + M	6.8	410	7.5	4.5	481	651	-129	-102	411	378
	40	2.8	M	7.8	715	0.8	1.1	745	978	-28	-4	462	423
	35	2.1	M	6.3	453	0.8	1.8	413	725	-68	-28	372	337
	15	2.9	M	5.3	455	2.7	3.4	718	856	-57	-41	430	421
	20	3.0	B + M	8.3	442	1.8	2.0	656	819	-69	-44	410	371
	20	2.4	M	7.2	469	7.3	4.8	588	870	-73	-58	478	468
注5	0	-	BH(全体)	18.6	408	5.4	5.1	873	812	-22	-5	258	244
	20	5.6	B + M	9.4	338	7.8	6.3	520	650	-11	-1	328	305
	35	7.3	B + M	10.2	345	1.8	2.2	492	631	-3	9	311	299
	0	-	BH(全体)	7.5	398	0.6	1.2	716	798	-48	-20	277	268

(下線付き : 本免明に比べて特性不十分)

注2) 第2相形態: B: ベイナイト、M: マルテンサイト、B + M: ベイナイトとマルテンサイトとの混合組織。

注3) 1222 / 10 : 対象鋼の板厚中心部(222)集合組織強度 / ランダム試料(222)集合組織強度。

注4) 1200 / 10 : 対象鋼の板厚中心部(200)集合組織強度 / ランダム試料(200)集合組織強度。

注5) Kccが400 kgf · mm^{-1/2}となる温度。

【0128】

【表3-a】

区分 No.	試 験 番 号	鋼 片 厚 (mm)	鋼片組織微細化工程条件				二相域加熱・圧延条件						仕上 板厚 (mm)	圧延 冷却 停止 温度 (°C)	加速 冷却 停止 温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)				
			圧延 加熱 温度 (°C)	圧延 温度 (°C)	有無	加熱後又は 冷却速度 (°C/s)	二相域 A ₁ A ₂	A ₁ A ₂	鋼片 厚さ (mm)	鋼片厚 さ (mm)	圧延 温度 (°C)	圧延 温度 (°C)								
A16	9	250	950	-	-	0.8 (AC)	<100	250	867	822	800	730	720	82	20	有	26.0 <100 570			
A17	10	250	1000	-	-	0.8 (AC)	<100	250	708	840	790	890	880	92	20	有	25.0 <100 500			
A18	11	250	1000	有	800	30	1.5 (AC)	<100	175	713	838	800	880	91	15	無	0.8 (空冷) -			
A19	12	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	714	876	750	700	680	75	50	有	10.0 560 500			
A19	13	200	1100	有	760	20	1.5 (AC)	<100	450	160	846	792	750	860	850	88	20	有 25.0 350 -		
A20	14	200	1000	-	-	0.8 (AC)	<100	200	708	835	800	700	650	90	20	有	25.0 <100 570			
A21	54	200	1000	-	-	0.8 (AC)	<100	200	714	870	780	730	700	90	20	有	25.0 <100 570			
A22	8	200	850	-	-	0.1 (AC)	-	200	705	838	770	700	670	88	25	有	20.0 <100 -			
A23	8	200	850	-	-	1.0 (AC)	<100	200	705	838	800	740	700	88	25	有	20.0 570			
A24	8	200	850	有	760	30	1.5 (AC)	<100	140	705	838	760	680	660	91	13	有	30.0 <100 500		
A25	8	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	705	838	760	880	850	83	75	有	8.0 <100 500			
A26	8	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	705	838	800	860	880	83	20	有	8.0 <100 500			
B10	16	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	720	804	780	730	730	88	25	有	20.0 <100 500			
	17	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	702	798	750	680	670	88	25	有	20.0 <100 500			
	18	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	593	796	750	680	650	88	25	有	20.0 <100 500			
	19	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	200	714	838	800	760	720	75	50	無	0.3 (空冷) -			
	20	200	1250	-	-	1.0 (AC)	<100	200	705	838	800	740	720	80	20	有	25.0 <100 570			
	21	200	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	250	705	838	950	860	850	90	20	有	25.0 <100 570			
	22	11	250	1050	-	-	1.0 (AC)	<100	250	713	838	700	840	830	92	20	有	25.0 <100 570		
	23	11	250	1150	有	880	70	0.2 (AC)	-	75	713	838	800	730	740	33	50	有 10.0 <100 570		

注6) (AC) : 空気加熱冷却せず、(ACC) : 加速冷却

注7) A₁、A₂: 化学組成からの推定値

【0129】

【表3-b】

フェライト 体積 分率 (%)	平均 フェライト 粒径 (μm)	最 終 組 織 状 態				板厚中心集合 組織(注3)		機械的性質(C方向板厚中心部)				疲労特性	
		第二 相 形態 (注2)	第二相 平均 粒径 (μm)	第二相 E ₉₂ -I 硬さ		1222	1200	Y P (MPa)	T S (MPa)	vT _{rs} (°C)	T _{ice400} (°C) (注5)	10 ⁶ 回 疲労 強度 (MPa)	疲労限 (MPa)
				/	10								
本 発 明 の 特 徴	30	2.2	B+M	8.7	389	2.0	1.8	552	707	-127	-103	407	372
	60	2.3	B+M	8.9	422	6.5	4.9	498	638	-120	-98	404	372
	65	2.0	B+M	5.8	457	6.8	5.5	475	678	-135	-111	433	399
	30	2.8	B	8.0	320	2.9	3.2	498	628	-112	-97	398	368
	40	1.9	M	4.9	508	7.8	4.8	638	831	-140	-119	515	478
	35	1.8	M	8.1	511	4.2	3.4	690	874	-138	-115	523	490
	65	2.0	M	6.8	458	0.9	1.9	518	739	-120	-97	422	387
	50	1.9	M	6.4	468	5.3	5.8	549	748	-138	-120	471	436
	40	1.7	M	7.2	420	1.8	2.1	563	728	-145	-120	417	382
	60	1.6	M	4.9	439	7.1	5.0	507	887	-144	-118	438	404
比 較 例	2.6	B+M	8.9	392	4.7	3.9	481	650	-116	-95	411	381	
	35	B+M	8.6	334	4.3	4.0	504	630	-109	-82	400	387	
	65	2.2	M	8.0	806	1.0	2.1	682	768	-30	-11	394	358
	55	2.4	M	8.1	595	6.7	5.2	587	750	-83	-21	435	389
	50	2.4	M	7.3	572	7.1	6.6	768	842	-50	-18	513	475
比 較 例	60	2.9	P+M	7.3	348	0.8	1.3	356	457	-50	-18	228	183
	35	4.7	B+M	9.1	434	0.9	1.3	600	800	-61	-22	354	320
	40	8.8	M	10.8	421	7.9	8.2	578	729	-38	-8	343	333
	90	4.2(伸長部)	M	11.5	723	7.0	4.8	447	849	-12	-8	335	317
	70	8.9(伸長部)	M	10.6	842	6.8	5.6	591	777	-2	15	370	349
比 較 例	35	3.8	B+M	7.9	442	1.2	2.1	626	771	-44	-25	381	356

(下線付き：本発明に比べて特性不十分)

注8) P + B: パーライトとペイナイトとの混合組織。

【0130】

【発明の効果】本発明は、高価な合金元素の添加や、生産性の劣る複雑な熱間加工あるいは熱処理工程を必要とせずに、平均 α 粒径が3 μm以下でかつ混粒度が小さい整粒の超細粒 α 組織を得ることと、適切な化学組成、組織とすることにより、脆性き裂の伝播停止特性を含む低温韌性と疲労強度とともに非常に優れた引張強さが $70 \text{ MPa} \sim 95 \text{ MPa}$ 級鋼を得ることが可能な画期的な方法であり、製造コストの低減、構造物としての安

全性の向上等、産業上の効果は極めて大きい。

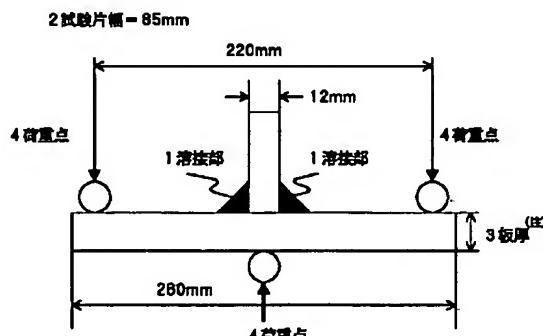
【図面の簡単な説明】

【図1】疲労特性を調査するためのT字隅内溶接継手疲労試験片を示した図である。

【符号の説明】

- 1 溶接部
- 2 試験片幅
- 3 板厚
- 4 荷重点

【図1】



(注) 20mm 以下は厚さ、20mm 以上は20mmに減厚